

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 06228734
PUBLICATION DATE : 16-08-94

APPLICATION DATE : 02-02-93
APPLICATION NUMBER : 05037451

APPLICANT : AISIN SEIKI CO LTD;

INVENTOR : ITOU HARUNORI;

INT.CL. : C23C 8/26 C21D 9/02 C22C 38/00 C22C 38/22 C22C 38/28

TITLE : PRODUCTION OF STEEL FOR CLUTCH DIAPHRAGM SPRING

ABSTRACT : PURPOSE: To provide a steel excellent in warm settling resistance, strength, and fatigue strength and used for a clutch diaphragm spring to be exposed to high temp. atmosphere.

CONSTITUTION: A steel which has a composition containing, by weight, 0.4-0.8% C, 1.0-2.5% Si, 0.5-2.0% Mn, 0.1-1.5% Cr, and 0.1-0.5% Mo and further containing, as necessary one or ≥ 2 kinds among 0.05-0.5% V, 0.05-0.5% Nb, and 0.05-0.5% Ti is hardened and tempered and then nitrided so that hardness in the central part is regulated to $\geq \text{HV}400$. Shot peening can be done after nitriding treatment. It is possible to apply nitriding treatment directly to an as-hardened steel and eliminate tempering.

COPYRIGHT: (C)1994,JPO&Japio

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平6-228734

(43) 公開日 平成6年(1994)8月16日

| (51) Int.Cl. ⁵ | 識別記号 | 庁内整理番号 | F I | 技術表示箇所 |
|------------------------------|---------|---------|-----|--------|
| C 2 3 C 8/26 | | 7516-4K | | |
| C 2 1 D 9/02 | A | | | |
| C 2 2 C 38/00 | 3 0 1 N | | | |
| 38/22 | | | | |
| 38/28 | | | | |
| 審査請求 未請求 請求項の数 4 F D (全 9 頁) | | | | |

| | | | |
|-----------|----------------|----------|---|
| (21) 出願番号 | 特願平5-37451 | (71) 出願人 | 000004581 日新製鋼株式会社 東京都千代田区丸の内3丁目4番1号 |
| (22) 出願日 | 平成5年(1993)2月2日 | (71) 出願人 | 000000011 アイシン精機株式会社 愛知県刈谷市朝日町2丁目1番地 |
| | | (72) 発明者 | 洲▲崎▼ 恒年 広島県呉市昭和町11番1号 日新製鋼株式 会社鉄鋼研究所内 |
| | | (72) 発明者 | 岩尾 知義 広島県呉市昭和町11番1号 日新製鋼株式 会社鉄鋼研究所内 |
| | | (74) 代理人 | 弁理士 小倉 亘 |
| | | 最終頁に続く | |

(54) 【発明の名称】 クラッチダイヤフラムスプリング用鋼の製造方法

(57) 【要約】

【目的】 耐温間ヘタリ性、強度及び疲労強度に優れ、高温雰囲気曝されるクラッチダイヤフラムスプリングとして使用される鋼を提供する。

【構成】 C: 0.4~0.8重量%, Si: 1.0~2.5重量%, Mn: 0.5~2.0重量%, Cr: 0.1~1.5重量%及びMo: 0.1~0.5重量%を含み、更に必要に応じてV: 0.05~0.5重量%, Nb: 0.05~0.5重量%及びTi: 0.05~0.5重量%の1種又は2種以上を含む鋼を焼入れ焼き戻した後、中心部硬さがHV400以上になるように窒化処理する。窒化処理後に、ショットピーニングしても良い。窒化処理は、焼入れされたままの鋼に直接施し、焼戻しを省略することも可能である。

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 C: 0.4~0.8重量%, Si: 1.0~2.5重量%, Mn: 0.5~2.0重量%, Cr: 0.1~1.5重量%及びMo: 0.1~0.5重量%を含む鋼を焼入れ焼き戻した後、中心部硬さHV400以上が維持されるように窒化処理することを特徴とするクラッチダイヤフラムスプリング用鋼の製造方法。

【請求項2】 C: 0.4~0.8重量%, Si: 1.0~2.5重量%, Mn: 0.5~2.0重量%, Cr: 0.1~1.5重量%及びMo: 0.1~0.5重量%を含み、更にV: 0.05~0.5重量%, Nb: 0.05~0.5重量%及びTi: 0.05~0.5重量%の1種又は2種以上を含む鋼を焼入れ焼き戻した後、中心部硬さHV400以上が維持されるように窒化処理することを特徴とするクラッチダイヤフラムスプリング用鋼の製造方法。

【請求項3】 請求項1又は2記載の窒化処理後にショットピーニングすることを特徴とするクラッチダイヤフラムスプリング用鋼の製造方法。

【請求項4】 請求項1~3記載の窒化処理は、焼入れされたままの鋼に直接施されることを特徴とするクラッチダイヤフラムスプリング用鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、冶金学的に温間に相当する高温雰囲気中に曝されるクラッチダイヤフラムスプリング用鋼を製造する方法に関する。

【0002】

【従来の技術】各種装置の高出力化に伴って、装置を構成している部品は、従来に比較して過酷な環境に曝される状態で使用されるようになってきている。たとえば、自動車のクラッチに組み込まれる部品は、従来では常温又はその近傍で使用されていたのに対し、高出力化を狙った設計では冶金学的に温間ともいえる高温の雰囲気中に曝される。使用雰囲気中の苛酷化に応じて、クラッチに組み込まれるクラッチダイヤフラムスプリング等の皿バネは、温間においても優れた耐ヘタリ性が要求される。

【0003】また、消費エネルギーを少なくするため、自動車に組み込まれる各種部品を軽量・小型化することが検討されている。この点でも、高い強度がクラッチダイヤフラムスプリングに要求される。更に、付与される応力の増加に応じて、高い疲労強度をもつことも必要となる。このような使用環境の変化に伴って、クラッチダイヤフラムスプリング用皿バネ鋼は、耐温間ヘタリ性、高強度及び高疲労強度を同時に満足することが望まれている。耐温間ヘタリ性は、たとえば特開平4-52224号公報、特開平4-246124号公報等で紹介されている方法で向上させることができる。しかし、これらの方法によると、耐温間ヘタリ性の改善は図られるもの

2

の、得られる疲労強度は一般に知られている引張り強さに依存する値を超えることはない。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】疲労強度を向上させる方法として、高強度化及び表面処理が挙げられる。疲労強度は、一般的に高強度化により改善され、硬さHV400程度までは硬さに応じて向上する。しかし、HV450を超える硬さでは、疲労強度はほぼ一定の値を示す。これは、硬度の上昇に伴って切欠き感受性が高まり、表面傷や介在物の存在による材質劣化が原因であると考えられる。場合によっては、高強度化によって疲労強度が却って低下するケースもある。浸炭、窒化、ショットピーニング等の表面処理を施すと、疲労強度が向上することが知られている。しかし、浸炭による方法では、浸炭時に鋼材が930℃程度の高温に加熱されるため、オーステナイト粒の粗大化に起因した靱性の低下がみられる。また、製造コストがかさみ、焼入れ歪みが大きく、粒界酸化や表層部の焼入れ不良等が発生し易く、逆に疲労強度が低下する場合がある。

【0005】これに対し、窒化処理は、何れの方法によってもFe-N二元状態図における共析温度(592℃)以下で行われる。そのため、変態による焼入れ歪みがなく、種々の産業用部品に多用されている。しかし、一般的に使用されているSCM435、SNCM431、SACM645等の鋼材では、比較的高い疲労強度は得られるものの、中心部硬さがHV400を超えることはない。したがって、高い応力が負荷される部品として、窒化処理されたこれらの鋼材を使用することができない。

【0006】ショットピーニングでは、焼戻し温度を適切に選択することによって、高い中心部硬さを維持したまま表層部に高い圧縮応力を付与することができ、疲労強度が向上する。しかし、中心部硬さが高くなるに従って、ショットピーニングにより付与される塑性歪みが小さく、圧縮残留応力が小さくなる。その結果、切欠き感受性が高くなり、表面粗さの劣化によって却って疲労強度が劣化する場合もある。

【0007】このように、従来の高強度化、表面処理等によっては、高温雰囲気中使用されるクラッチダイヤフラムスプリングとして必要な耐温間ヘタリ性及び強度をもち、引張り強さに依存する値以上の疲労強度を有する皿バネ鋼を得ることができない。本発明は、このような問題を解消すべく案出されたものであり、特定された成分・組成をもつ鋼に焼入れ焼戻しを施した後で窒化処理することにより、耐温間ヘタリ性、高疲労強度及びHV400以上の中心部硬さの3者を同時に兼ね備えたクラッチダイヤフラムスプリング用鋼を提供することを目的とする。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明のクラッチダイヤ

フラムスプリング用鋼製造方法は、その目的を達成するため、C: 0.4~0.8重量%、Si: 1.0~2.5重量%、Mn: 0.5~2.0重量%、Cr: 0.1~1.5重量%及びMo: 0.1~0.5重量%を含む鋼を焼入れ焼き戻した後、中心部硬さHV400以上が維持されるように窒化処理することを特徴とする。本発明で使用する鋼は、必要に応じてV: 0.05~0.5重量%、Nb: 0.05~0.5重量%及びTi: 0.05~0.5重量%の1種又は2種以上を含むことができる。窒化処理された鋼は、更に疲労強度を向上させるため、ショットピーニングすることも可能である。また、焼戻しを省略し、焼入れされたままの鋼に窒化処理を施し、窒化処理時の加熱で焼戻しを併用することもできる。

【0009】

【作 用】本発明者等は、優れた耐温間ヘタリ性、高強度、高疲労強度が同時に満足されるように、成分系及び処理条件に関して詳細に調査・研究した。その結果、特定された成分・組成をもつ鋼に焼入れ焼戻しを施し、次いで窒化処理を行うとき、耐温間ヘタリ性、高強度及び高疲労強度の何れにおいても優れた特性を呈する鋼が得られることを見出した。本発明で使用する鋼では、Si添加によって焼戻し軟化抵抗を上昇させ、必要強度が得られる焼戻し温度を窒化処理温度以上の高い温度に設定することができ、窒化処理した後で中心部硬さが低下することが抑制される。そのため、従来の鋼では不可能であった窒化によって高疲労強度と共に、高応力が付与される部品として必要な高強度が同時に得られる。

【0010】ところで、ヘタリは、微小な歪みが増え続けている状態で時間経過するとき、バネに塑性変形が生じる現象である。ミクロ的にみると、加えられた歪みによって導入された転位や、歪み付与前に存在していた転位が移動し、ヘタリが発生する。このヘタリ発生のメカニズムからしても、Siの添加は有効である。すなわち、Si添加によって焼き戻し軟化抵抗が高まり、バネとして要求される強度を得るために必要な焼戻しをより高温で行うことができる。その結果、焼戻し後の転位密度が減少し、熱的にも安定化した金属組織が得られる。また、Siと共に添加されたMoは、焼戻し時に微細な炭化物となって析出する。炭化物Mo₂Cは、転位の移動を妨げるインヒビターとして働く。また、Cr及び必要に応じてTiを添加しているので、窒化処理によって拡散層が表層部に形成される。拡散層の形成により、硬さが上昇すると共に、高い圧縮残留応力が付与される。その結果、疲労強度の顕著な向上がみられる。

【0011】本発明に従ったクラッチダイヤフラムスプリング用鋼においては、このように熱的に安定した状態で、導入される転位の密度が少なく、しかも転位の移動が有効に阻止される。その結果、非常に優れた耐温間ヘタリ性が得られる。窒化処理後にショットピーニングを

行うとき、鋼表面に圧縮残留応力が付与され、表層部から硬質の化合物層が除去される。その結果、疲労強度が更に向上する。なお、窒化処理は、焼戻しを省略し、焼入れしたままの鋼に直接施すことも可能である。この場合、窒化処理時の加熱で、焼戻しが同時に行われる。

【0012】以下、本発明で使用するクラッチダイヤフラムスプリング用鋼に含まれる合金元素及びその含有量を説明する。

C: 鋼の強度を高める上で必要な合金元素である。焼入れ焼戻しによってクラッチダイヤフラムスプリング用鋼として要求される強度を得るために、0.4重量%以上のCを含有させることが必要である。しかし、0.8重量%を超える多量のCを含有すると、焼き割れが発生し易くなると共に、靱性も低下する。したがって、本発明においては、0.4~0.8重量%の範囲にC含有量を設定した。

【0013】Si: 焼戻し軟化抵抗を高める上で、重要な合金元素である。Si添加によって、窒化処理温度以上の高温で焼戻しを行うことが可能となる。Siは、窒化処理によって生成される化合物層を薄くし、硬質の化合物層が疲労強度に及ぼす悪影響を低減する上でも有効に作用する。このような効果は、Si含有量1.0重量%以上で顕著になる。しかし、2.5重量%を超えて多量のSiを含有させると、クラッチダイヤフラムスプリング用鋼として有害な内部酸化や脱炭が生じ易くなる。また、過剰のSi含有は、熱間圧延時や焼鈍時に黒鉛化を促進させ、焼入れ加熱時間が長くなり靱性が劣化する。したがって、本発明においては、1.0~2.5重量%の範囲にSi含有量を定めた。

【0014】Mn: 溶鋼の脱酸に有効であると共に、鋼の焼入れ性を向上させる。これらの効果を得るために、0.5重量%以上のMnを含有させることが必要である。しかし、2.0重量%を超える多量のMn含有量では、焼入れ焼戻し後の靱性低下が著しくなる。したがって、本発明においては、0.5~2.5重量%の範囲にMn含有量を定めた。

Cr: Siの含有によって促進される黒鉛化や内部酸化が抑制されると共に、Mnと同様に焼入れ性を向上させる有効な合金元素である。また、窒化処理で形成される拡散層においてNと化合物を形成し、硬さを上昇させると共に高い圧縮残留応力を生じる。その結果、疲労強度が上昇する。これらの効果は、0.1重量%以上のCr含有量で顕著になる。しかし、Cr含有量が1.5重量%を超えると、焼入れ焼戻し後の靱性低下が著しくなる。したがって、本発明においては、0.1~1.5重量%の範囲にCr含有量を定めた。

【0015】Mo: 焼入れ加熱時にオーステナイト相に固溶し、焼戻し時に微細な炭化物として析出する。析出した炭化物は、転位の移動を阻止するインヒビターとして働き、耐温間ヘタリ性を向上させる。また、Moの

添加によって焼戻し軟化抵抗が高められ、空化処理後の中心部硬さが高レベルに維持される。これらの効果は、Mo含有量が0.1重量%以上で顕著になる。しかし、0.5重量%を超える多量のMoを含有させると、焼入れ加熱時にオーステナイト相に固溶されない比較的大きな未溶解炭化物の量が増加し、非金属介在物と同様に疲労強度を低下させる原因となる。したがって、本発明においては、0.1～0.5重量%の範囲にMo含有量を設定した。

【0016】V、Nb： 必要に応じて添加される選択成分であり、炭化物となって鋼中に存在し、焼入れ時の加熱で一部がオーステナイト相に固溶する。固溶したV、Nbは、Moと同様に焼戻し時に微細な炭化物となって析出し、耐温間ヘタリ性を向上させる。他方、焼入れ時にオーステナイト相に固溶されないV、Nbの未溶解炭化物は、オーステナイト粒の粗大化を阻止する。このような効果を得るためには、0.1重量%以上のV及び/又はNbを含有させることが必要である。しかし、0.5重量%を超える多量のV及び/又はNbを含有させると、焼入れ時にオーステナイト相に固溶されない比較的大きな未溶解炭化物の量が増加し、非金属介在物と同様に疲労強度を低下させる原因となる。したがって、V及び/又はNbを含有させるとき、その含有量を0.1～0.5重量%の範囲に設定する。

【0017】Ti： 必要に応じて添加される選択成分であり、空化処理で形成される拡散層においてNと化合物を生成することによって、硬さを上昇させると共に高い圧縮残留応力を付与する。その結果、疲労強度が上昇する。これらの効果を得るためには、0.1重量%以上のTiを含有させる必要がある。しかし、0.5重量%を超える多量のTiを含有させても、増量に見合った性質改善効果が得られず、鋼材コストの上昇を招く。したがって、Tiを添加するとき、その含有量を0.1～0.5重量%の範囲に設定する。

【0018】このように合金成分及び含有量が調整された鋼は、所望の強度を得るために焼入れ焼戻しの熱処理

が施される。成分・組成が本発明で規定した範囲にある鋼は、高い焼戻し軟化抵抗をもっており、クラッチダイヤフラムスプリングとして要求される強度を得るために必要な焼戻し温度が従来のバネ用鋼に比較して高温（たとえば、500～600℃）になる。高温の焼戻しにより、焼戻しマルテンサイト中の転位密度が低下する。また、Moが微細な炭化物として析出する。転位密度の減少及びMo系炭化物の析出が相俟って、耐温間ヘタリ性が著しく向上する。

【0019】空化処理により、Cr、Ti等がNと化合物を形成し、中心部硬さに比較して硬質な拡散層が形成されると共に、圧縮残留応力が付与される。その結果、疲労強度が向上する。また、本発明に従った鋼では焼戻し軟化抵抗が高く、焼戻し温度が空化温度以上となっているので、空化処理によって中心部硬さが低下することなく、疲労強度の更なる上昇及び高強度化が可能になる。空化処理としては、本発明を拘束するものではないが、塩浴空化、ガス空化、ガス軟空化、イオン空化等を採用することができる。何れの方法によっても、鋼材表面に拡散層が形成され、圧縮残留応力が付与される。

【0020】空化処理後に、ショットピーニングが必要に応じて施される。ショットピーニングによって更に圧縮残留応力が付与されると共に、表層の硬質で加工性に乏しい化合物層が除去され、疲労強度が一層上昇する。また、空化処理によって中心部よりも硬質の拡散層が表層部に形成されているため、ショットピーニングによる表面粗さの劣化は、焼入れ焼戻しをしたままの鋼材をショットピーニングする場合に比較して小さくなる。そのため、ショットピーニングをより効果的にするため、一層ハードな条件を採用することができる。

【0021】

【実施例】表1に成分・組成を示す鋼を転炉で溶製し、スラブに連続鋳造した。なお、表1の鋼種A～Eは本発明に従った鋼であり、鋼種F～Iは比較鋼である。

【表1】

表1: 使用した鋼の種類

| 鋼種 | 合金成分及び含有量 (重量%) | | | | | | | | 適用 |
|----|-----------------|-------|------|-------|------|------|------|------|------------------|
| | C | Si | Mn | Cr | Mo | V | Nb | Ti | |
| A | 0.70 | 1.90 | 0.52 | 0.91 | 0.22 | tr. | tr. | tr. | 本 発 明 例 |
| B | 0.60 | 2.20 | 0.94 | 1.25 | 0.25 | tr. | tr. | tr. | |
| C | 0.64 | 1.92 | 0.73 | 0.96 | 0.15 | 0.11 | 0.10 | tr. | |
| D | 0.72 | 1.65 | 1.12 | 0.30 | 0.32 | 0.21 | tr. | 0.31 | |
| E | 0.71 | 2.02 | 0.50 | 0.91 | 0.20 | 0.20 | tr. | 0.11 | |
| F | 0.71 | 0.23* | 0.82 | 0.02* | tr. | tr. | tr. | tr. | 比 較 例 |
| G | 0.62 | 1.51 | 0.85 | tr. | tr. | tr. | tr. | tr. | |
| H | 0.55 | 1.42 | 0.75 | 0.82 | tr. | tr. | tr. | tr. | |
| I | 0.35* | 0.26* | 0.70 | 1.01 | 0.22 | tr. | tr. | tr. | |

注: *印は、本発明で規定した範囲を外れることを示す。

【0022】スラブに通常の熱間圧延を施し板厚3.5mmの熱延板とし、焼鈍後に圧延率35%で冷間圧延を行った。冷延板を再び焼鈍した。焼鈍条件としては、何れも焼鈍温度710℃及び均熱時間10時間を採用した。焼鈍材を880℃に10分間加熱した後、油焼入れし、硬さがHV450となるように焼き戻した。焼入れ

焼戻し材から試験片を切り出し、ガス窒化を施した。窒化条件としては、NH₃ガス雰囲気中で試験片を温度520℃に35時間保持する条件を採用した。窒化処理前後における中心部硬さの変化を表2に示す。

【表2】

表2: 焼戻し温度に応じた中心部硬さの変化

| 鋼種 | 焼戻し温度 (℃) | 窒化前の硬さ (HV) | 窒化後の硬さ (HV) | 適用 |
|----|--------------|----------------|----------------|------------------|
| A | 580 | 453 | 447 | 本 発 明 例 |
| B | 570 | 447 | 432 | |
| C | 580 | 448 | 442 | |
| D | 590 | 453 | 452 | |
| E | 610 | 455 | 455 | |
| F | 430 | 451 | 331 | 比 較 例 |
| G | 460 | 455 | 326 | |
| H | 480 | 448 | 335 | |
| I | 350 | 451 | 292 | |

【0023】比較鋼F～Iは、焼戻し軟化抵抗が小さいため、クラッチダイヤフラムスプリングとして要求される強度HV450を得るために焼戻し温度を500℃以下にすることが必要であった。そのため、高温に長時間加熱される窒化処理を受けると、中心部硬さがHV350以下に低下し、クラッチダイヤフラムスプリングとして要求される強度を得ることができなかった。これに対し、本発明に従った鋼A～Eでは、焼戻し軟化抵抗が高

いことから、窒化処理による硬さの低下はごく僅かであった。窒化処理された鋼にショットピーニングを施し、窒化処理及びショットピーニングが疲労強度に与える影響を調査した。なお、ショットピーニングは、硬さHV700で径0.6mmのショット粒を使用し、アークハイト0.20mmA及びカバーレージ200%の条件下で行った。また、疲労試験は、両振平面曲げで行った。
【表3】

表3: ショットピーニングによる影響

| 鋼種 | 窒化処理 | ショットピーニング | 表面粗さR. (μm) | 残留応力 (N/mm^2) | 疲労限 (N/mm^2) | 中心部硬さ (HV) | 適用 |
|----|------|-----------|-----------------------------|------------------------------------|-----------------------------------|---------------|-------------|
| A | あり | なし | 0.55 | -760 | 960 | 447 | 発 明 例 |
| | あり | あり | 1.06 | -1230 | 1030 | 447 | |
| | なし | なし | 0.34 | 20 | 520 | 453 | 比 較 例 |
| | なし | あり | 4.43 | -550 | 630 | 453 | |
| F | あり | なし | 0.54 | -520 | 430 | 331 | 比 較 鋼 |
| | あり | あり | 1.31 | -920 | 470 | 331 | |
| | なし | なし | 0.27 | 40 | 510 | 451 | |
| | なし | あり | 6.23 | -560 | 610 | 451 | |

【0024】調査結果を示す表3から明らかなように、本発明に従った鋼A～Eでは、窒化処理及び窒化後のショットピーニングによって高い圧縮残留応力及び中心部硬さが得られている。また、窒化処理で硬質の拡散層が形成されているため、ショットピーニングによる表面粗さの上昇も低く抑えられている。そのため、 $1000\text{N}/\text{mm}^2$ 前後の高い疲労限が得られている。これに対し、窒化処理を施さない場合は、本発明に従った鋼A及

い。また、比較鋼Fを窒化処理したものでは、中心部硬さが著しく低下しており、低い疲労限が示されている。焼入れ焼き戻した鋼及び焼入れしたままの鋼に窒化処理を施し、リラクセーション試験によって耐ヘタリ性を評価した。リラクセーション試験は、試験温度 350°C 、初期歪み1.0%及び保持時間12時間を採用し、保持前後における荷重の低下率をリラクセーション率として測定した。測定結果を表4に示す。

【表4】

表4: 焼戻し温度及び窒化処理が硬度及び耐ヘタリ性に与える影響

| 鋼種 | 焼戻し温度 (℃) | 窒化処理 | 中心部の硬さ (HV) | リラクセーション率 (%) | 備考 |
|----|--------------|------|----------------|------------------|------------------|
| A | 580 | あり | 447 | 13.2 | 本 発 明 例 |
| | 焼戻しせず | あり | 455 | 12.5 | |
| B | 570 | あり | 432 | 11.3 | |
| | 焼戻しせず | あり | 446 | 11.9 | |
| C | 580 | あり | 442 | 15.4 | |
| D | 590 | あり | 452 | 13.2 | |
| E | 610 | あり | 455 | 12.2 | 比 較 例 |
| F | 430 | あり | 331 | 42.3 | |
| | 430 | なし | 451 | 38.2 | |
| G | 460 | あり | 326 | 39.3 | |
| | 430 | なし | 455 | 32.5 | |
| H | 480 | なし | 448 | 31.3 | |
| I | 350 | なし | 451 | 55.9 | |

【0025】表4から明らかなように、比較鋼F～Iは、高いリラクセーション率を示している。これは、比較鋼F～Iの焼戻し軟化抵抗が低く、焼戻し後に残留する転位の密度が高いことに由来する。これに対し、合金成分、焼入れ温度及び焼戻し温度が共に本発明で規定した範囲にある鋼A～Eは、比較鋼F～Iに比べて極めて低いリラクセーション率を示し、耐温間ヘタリ性に優れていることが判る。これは、鋼A～Eの焼戻し軟化抵抗が40高く、しかも焼戻し時或いは窒化処理時に析出した微細なMn系炭化物が転位の移動を阻止していることに起因する。

【0026】

【発明の効果】以上に説明したように、本発明においては、焼戻し軟化抵抗が高くなる合金設計を採用し、窒化処理時の加熱で軟質化することを防止している。得られたクラッチダイヤフラムスプリング用鋼は、最も重要な特性である耐温間ヘタリ性が非常に優れており、また高強度及び高疲労強度を示す。そのため、高出力化に伴って高温の過酷な雰囲気曝される自動車のクラッチ等に組み込まれた場合、長期間にわたって安定した特性を維持する。

フロントページの続き

(72)発明者 山田 利郎
広島県呉市昭和町11番1号 日新製鋼株式
会社鉄鋼研究所内

(72)発明者 石川 明成
愛知県刈谷市朝日町2丁目1番地 アイシ
ン精機株式会社内
(72)発明者 伊藤 晴規
愛知県刈谷市朝日町2丁目1番地 アイシ
ン精機株式会社内